

# بررسی تاثیر حرارت ورودی بر روی مقاومت به خوردگی لایه روکشی فولاد زنگ نزن با استفاده از فرآیند جوشکاری قوس الکتروود تنگستن و گاز محافظ

پژمان نیرومند<sup>۱</sup>، اسماعیل جعفری<sup>۲\*</sup>

<sup>۱</sup> کارشناس ارشد متالورژی.

<sup>۲</sup> استادیار گروه مهندسی مواد، واحد شیراز، دانشگاه آزاد اسلامی شیراز، ایران.

\* نویسنده مسئول: jafarias@iaushiraz.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۵/۰۷/۰۸ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۱۲/۱۶

## چکیده

روکش کاری فولادها با پوششی از فولاد مقاوم به خوردگی هم از نظر اقتصادی و هم به دلیل کاهش احتمال تخریب های شدید ناشی از خوردگی، یکی از فرآیندهای مورد توجه در صنعت می باشد. روکش کاری با استفاده از جوشکاری قوس الکتروود تنگستن و گاز محافظ به دلیل دارا بودن ویژگی هایی منحصر به فردی از قبیل کیفیت بالای روکش، اتصال و چسبندگی خوب روکش به فلز پایه، بیشتر مورد توجه قرار گرفته است. در این تحقیق از فولادهای زنگ نزن آستنیتی ER309L به عنوان لایه اولیه و E316L به عنوان لایه نهایی در فرآیند روکش کاری بر روی فولاد SA516-Gr70 با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی الکتروود تنگستن و گاز محافظ (GTAW) استفاده شده است. همچنین تاثیر حرارت ورودی در چهار حرارت ورودی، (۵۷۴/۵، ۶۰۹، ۶۷۳، ۷۴۳/۵) نیز مورد بررسی قرار گرفته است. میزان فریت توسط دستگاه فریت سنج و نمودار ساختاری کروم - نیکل معادل اندازه گیری شده است. بر این اساس مقدار فریت دارای مقدار بالاتری، در حرارت ورودی حداقل نسبت به دیگر حرارت ورودی ها می باشد. همچنین مقاومت به خوردگی نمونه ها به روش پتانسیو دینامیک مورد ارزیابی قرار گرفته است. با توجه به نتایج بدست آمده مشاهده شد که با افزایش حرارت ورودی، مقاومت به خوردگی کاهش می یابد و بیشترین مقاومت به خوردگی در حرارت ورودی حداقل (۵۷۴/۵) مشاهده گردید.

**کلمات کلیدی:** روکش کاری، حرارت ورودی، مقاومت به خوردگی، جوشکاری؛

# An Investigation of Heat Input on Corrosion Resistance of Stainless Steel Cladding Using Tungsten Inert Gas Welding

P. Niromand <sup>1</sup>, E. Jafari <sup>2\*</sup>

<sup>1,2</sup> Materials Science and Engineering Dept., Azad University, Shiraz Branch, Iran.

\* Corresponding Author: jafarias@iaushiraz.ac.ir

Submission: 2016, 09, 29      Acceptance: 2017, 03, 06

## Abstract

The cladding of plain carbon steel with stainless steel is desired in industry because increase of corrosion resistance and reduction of economic costs. The cladding using tungsten electrode arc welding and shielding gas is in more attention due to unique features such as high quality and good adhesion to the base metal. In this study ER309L austenitic stainless steel was used as the primary layer and E316L as the final layer, on the SA516- Gr70 steel as well as the effect of heat input at four heat level (574.5 j/mm, 609, 673, 743.5) was investigated. The ferrite was measured by a ferrite meter and Cr-Ni equivalent chart. From these results the amount of ferrite was higher at minimum heat input with respect to other heat inputs. The corrosion resistance of the samples was evaluated. According to the results, it was observed that increasing the heat input reduced the corrosion resistance and the highest corrosion resistance was observed at minimum heat input (574.5 j /mm).

**Keywords:** Cladding, Heat Input, Corrosion Resistance, Welding;

## ۱- مقدمه

عملیات سطحی را، رسوب دادن یا تغییر شرایط سطحی بر روی سطح قطعه برای بدست آوردن خواص یا ابعاد مورد نظر تعریف می کنند. به طور معمول این عملیات به منظور افزایش عمرکاری قطعه یا جایگزینی فلزی بکار برده می شود که فرسوده یا خورده شده است. عملیات سطحی می تواند موجب افزایش مقاومت به خوردگی، مقاومت به سایش، چقرمگی، یا خواص ضد اصطکاکی در محل مورد نظر شود. امروزه با توجه به مزایای زیادی که برای روکش ها شناخته شده است، بسیاری از تولیدکنندگان قطعات صنعتی برای دستیابی به خواص ویژه ای در سطح فلزات به سراغ روش های روکش کاری می روند. بسته به کاربردهای متفاوتی از قبیل افزایش مقاومت به خوردگی و مقاومت به سایش، در روش روکش کاری مزایای ویژه ای وجود دارد که از این میان می توان به موارد زیر اشاره کرد [۱ و ۲]:

- افزایش مقاومت به خوردگی و سایش
- امکان استفاده از آلیاژهای بسیار سخت و مقاوم در برابر سایش
- امکان ایجاد سختی سطحی و داکتیلیته داخلی بطور همزمان
- اقتصادی بودن روش با توجه به موارد زیر:

الف - افزایش طول عمر قطعه

ب - کاهش تعمیرات و تعویض

ج - امکان تعمیر سطوح ساییده شده

د - امکان استفاده از مواد ارزان تر بعنوان زیرلایه

روکش دهی سطحی برای افزایش مقاومت به سایش و خوردگی فلزات کاربرد زیادی دارد. مقاومت یک ماده در برابر خوردگی برای بسیاری از کاربردها از قبیل بعضی مخازن تحت فشار، ماشین های صنعتی و یا چرخ های وسایل حمل و نقل از اهمیت زیادی برخوردار است. مخازن تحت فشار از جنس فولاد کم کربن یا کم آلیاژ برای تأمین مقاومت به خوردگی و صرف هزینه کمتر به وسیله فولادهای زنگ نزن روکش داده می شوند. از آنجایی که در تمامی این قطعات بخشی از اتصالات توسط جوشکاری صورت می گیرد، بنابراین مطالعات مربوط به مقاومت به خوردگی در قطعاتی که جوشکاری شده اند، بخش وسیعی از مطالعات را به خود اختصاص داده است در این تحقیقات مقاومت به خوردگی لایه روکش، اثر عملیات حرارتی بر روی خواص مکانیکی و خوردگی لایه روکش و همچنین تاثیر فازهای بوجود آمده در ریز ساختار روکش در طی فرآیند جوشکاری مورد توجه قرار گرفته است و مشاهده شده است که خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی لایه روکش تابع شرایط جوشکاری می باشد [۱۰-۳].

روکش کاری با استفاده از جوشکاری معمولاً به رسوب دادن یک لایه نسبتاً ضخیم از فلز جوش (بیشتر از ۳ میلیمتر) بر روی فلز پایه گفته می شود که یک سطح مقاوم به خوردگی ایجاد می کند. در

این روش لایه روکش، نسبت به سایر روش های روکش کاری از چسبندگی و اتصال قوی تری به فلز پایه برخوردار می باشد. همچنین با استفاده از این روش می توان لایه های سطحی از بین رفته را ترمیم کرد [۱۱].

مواد روکش معمولاً از جنس فولادهای زنگ نزن آستنیتی و یا آلیاژهای پایه نیکل هستند و گاهی از آلیاژهای پایه مس نیز استفاده می شود. در بعضی موارد خاص از فلز پرکننده از جنس نقره هم استفاده می شود. استحکام، تغییر شکل پذیر بودن و قابلیت خوب جوشکاری این فولادها کانون توجه صنعت گران را در دنیا متوجه خود کرده است. در سراسر جهان، تأثیر اقتصادی جوشکاری از صد میلیون دلار در سال فراتر رفته است. تکنولوژی جوشکاری در صنایع انرژی، کشتی سازی، اتومبیل، هوافضا و بسیاری از صنایع دیگر، مهم می باشد. درک فرآیندهای جوشکاری و بهبود ایمنی و قابلیت اطمینان اتصالات های جوشکاری مهم ترین هدف تحقیقات در زمینه جوشکاری می باشد [۱۴-۱۱].

روکش کاری با استفاده از جوشکاری قوس الکترو تنگستن و گاز محافظ یکی از اصلی ترین و پر کاربردترین فرآیندهای روکش کاری می باشد که امروزه در صنایع مختلف برای اتصال اغلب فلزاتی مورد استفاده قرار می گیرد. این فرآیند به دلیل بسیاری از پارامترها مانند نوع فرآیند جوشکاری، ولتاژ، شدت جریان، نوع جریان، سرعت، نوع گاز محافظ و غیره مشکل می باشد. به منظور توسعه این فرآیند، باید پارامترهای عملیاتی توسط طراحی آزمایش های تجربی و تغییر این پارامترها به مقادیر مناسب خود برسند. در طی فرآیند روکش کاری حرارت ورودی در اثر جوشکاری، شدیداً روی ریز ساختار منطقه متأثر از حرارت (HAZ) فولادها تأثیر می گذارد [۱۴]. به ویژه اینکه حرارت ورودی، رشد دانه ها را در منطقه نزدیک خط ذوب به مقدار زیادی افزایش می دهد. از طرفی ساختار دانه ها بر استحکام، انعطاف پذیری و مقاومت به خوردگی آلیاژها تأثیر می گذارد. از این رو بررسی اثرات حرارت ورودی جوشکاری بر ریز ساختار و خواص نمونه های روکش کاری شده از اهمیت ویژه ای برخوردار است و از آنجایی که جوش قوسی الکترو تنگستن و گاز محافظ به عنوان یکی از اصلی ترین فرآیندهای روکش دهی شناخته شده است، صرف کردن زمان و هزینه برای انجام عملیات روکش دهی توسط فولادهای زنگ نزن آستنیتی بر روی فولادهای کربنی ضروری بنظر می رسد. زیرا خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی روکش ایجاد شده به شدت متأثر از ریز ساختار فلز جوش می باشد [۱۷-۱۵].

استفاده از روکش های فولاد زنگ نزن بر روی فولاد معمولی به دلیل مزایای ویژه ای که از نظر اقتصادی دارد همواره مورد توجه بوده است. یکی از پارامترهای تاثیر گذار بر روی مقاومت به خوردگی در فرآیندهای روکش کاری به روش جوشکاری، حرارت ورودی می باشد که در این پژوهش مورد بررسی قرار گرفته است.

## ۲- مواد و روش پژوهش

## ۲-۱- فرآیند روکش دهی

فرآیند روکش کاری بر روی ورق های به ابعاد  $120 \times 100 \times 18$  میلی متر انجام شد. فرآیند تمیز کاری این ورق ها با دستگاه سند بلاست انجام شد. در مرحله بعد کلیه قطعات طبق بخش QW-406 استاندارد ASME تا دمای  $150^\circ\text{C}$  درجه سانتی گراد پیش گرم شدند. عملیات پیش گرم توسط کوره الکتریکی به مدت  $40$  دقیقه انجام شد. برای جوشکاری لایه اول روکش، از سیم جوش ER309L و برای جوشکاری لایه دوم روکش، از سیم جوش E316L استفاده شد. در جدول ۱ شرایط جوشکاری مورد استفاده در این

پژوهش، ارایه شده است. همچنین فرآیند جوشکاری به صورت اتوماتیک با پارامترهای جوشکاری که در جدول ۴ ارایه شده است، انجام گردید.

## ۲-۲- آنالیز کمی عناصر و تعیین درصد فریت

درصد عناصر آلیاژی تاثیر گذار در فرآیند روکش کاری مانند: کربن، کروم، نیکل و مولیبدن با استفاده از آزمایش کوانتمتری تعیین گردید. در جداول ۲ و ۳ به ترتیب، ترکیب شیمیایی فولاد کربنی SA516 که به عنوان زیر لایه استفاده شد و ترکیب شیمیایی مواد روکش یا الکترودهای مصرفی ER309L و E316L نشان داده شده است.

همچنین با استفاده از دو روش، دستگاه فریت سنج و نمودار ساختاری<sup>۱</sup> WRC (شکل ۴) درصد فریت تعیین گردید.

## ۲-۳- آزمایش های خوردگی

این آزمایش ها با استفاده از دستگاه Autolab type III galvanostat/potentiostat (PGSTAT30) انجام گردید. از تمامی نمونه ها جهت آزمایش های پلاریزاسیون نمونه هایی با سطح مقطع  $1\text{cm}^2$  تهیه گردید. کلیه نمونه ها جهت آزمایش تا سناده  $1200$  پولیش شدند. سپس بعد از اتصال نمونه ها به یک سیم روکش دار مسی، توسط اپوکسی رزین مانت سرد گردیدند. مانت باید دارای پیوستگی و همچنین چسبندگی بالایی به نمونه ها باشد همچنین اطراف نمونه ها جهت جلوگیری از نفوذ محلول، لاک گرفته شد. از محلول  $3/5$  درصد وزنی نمک طعام، در دمای اتاق، جهت انجام آزمایش های خوردگی استفاده شد. همچنین در این تحقیق از الکترود مرجع کالومل استفاده

جدول ۱- متغیرهای جوشکاری در فرآیند روکش کاری

| گاز محافظ                  | آرگون |
|----------------------------|-------|
| زاویه نوک الکترود (درجه)   | ۳۰    |
| زاویه تغذیه سیم جوش (درجه) | ۲۵    |
| قطر الکترود تنگستن (mm)    | ۲,۴   |
| طول قوس (mm)               | ۳     |
| زاویه تورچ (درجه)          | ۷۰    |
| دبی گاز محافظ (Lit/min)    | ۱۲    |
| قطر سیم جوش مصرفی (mm)     | ۲,۴   |
| وضعیت جوشکاری              | تخت   |
| قطبیت                      | DCEN  |

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فلز پایه

| ترکیبات شیمیایی ورق SA 516- Gr 70 (wt.%) |      |       |       |       |       |     |      |      |      |      |       |
|------------------------------------------|------|-------|-------|-------|-------|-----|------|------|------|------|-------|
| Va                                       | Cr   | Si    | P     | S     | Nb    | Mn  | Pb   | Cu   | Ni   | C    | Fe    |
| ۰/۰۰۲                                    | ۰/۰۱ | ۰/۱۹۵ | ۰/۰۳۴ | ۰/۰۳۵ | ۰/۰۳۵ | ۱/۳ | ۰/۰۷ | ۰/۰۷ | ۰/۰۸ | ۰/۲۳ | ۹۷/۹۴ |

جدول ۳- ترکیب شیمیایی فولادهای زنگ نزن E309L و E316L (wt.%)

| فلز پرکننده | Fe    | C    | Cr    | Ni    | Mo   | Mn   | Si   | Cu   | P     | S     |
|-------------|-------|------|-------|-------|------|------|------|------|-------|-------|
| ER309L      | ۶۰/۴۲ | ۰/۰۱ | ۲۳/۵  | ۱۳/۸  | ۰/۰۹ | ۱/۶  | ۰/۴۴ | ۰/۱۱ | ۰/۰۲  | ۰/۰۰۱ |
| ER316L      | ۶۵/۸۷ | ۰/۰۲ | ۱۸/۲۷ | ۱۱/۰۷ | ۲/۲  | ۱/۷۹ | ۰/۳۸ | ۰/۳۶ | ۰/۰۲۹ | ۰/۰۰۸ |

جدول ۴ - مقادیر حرارت ورودی بر اساس پارامترهای جوشکاری

| حرارت ورودی<br>(j/mm) | ولتاژ قوس<br>(V) | شدت جریان<br>(A) | سرعت جوشکاری<br>(mm/s) |
|-----------------------|------------------|------------------|------------------------|
| ۵۷۴/۵                 | ۸/۴              | ۸۵               | ۰/۸۷                   |
| ۶۰۹                   | ۹/۴              | ۱۰۰              | ۱/۰۸                   |
| ۶۷۳                   | ۱۰/۴۵            | ۱۱۵              | ۱/۲۵                   |
| ۷۴۳/۵                 | ۱۱/۸             | ۱۳۵              | ۱/۵                    |

بر این اساس میزان درصد رقت عناصر آلیاژی نیکل، کروم و آهن در چهار حرارت ورودی، (۵۷۴/۵، ۶۰۹، ۶۷۳، ۷۴۳/۵) با رابطه مشابه با رابطه ۲، تعیین گردید و مشاهده شد که با افزایش حرارت ورودی درصد رقت افزایش می‌یابد (شکل ۱). از این نتایج در توجیه مقاومت به خوردگی براساس حرارت ورودی‌های مورد استفاده در این تحقیق استفاده شده که در ادامه به آن اشاره خواهد شد.

### ۳-۲- تاثیر میزان فریت لایه روکش بر روی مقاومت به خوردگی

مقدار فریت موجود در فلز جوش از اهمیت خاصی برخوردار است. زیرا به عنوان معیاری برای بیان رفتار انجماد جوش و در نتیجه مقاومت به بروز ترک انجمادی معرفی می‌شود. یکی از مشکلاتی که در جوشکاری فولادهای زنگ‌نزن به وجود می‌آید ترک انجمادی در فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت می‌باشد که اغلب در سرعت‌های بالای جوشکاری مشاهده می‌شود. [۱۹-۲۱]

شد. آزمایش‌های پلاریزاسیون بعد از رسیدن پتانسیل نمونه‌های آزمایش به حالت پایدار و اندازه‌گیری پتانسیل مدار باز در محدوده  $\pm 500\text{ mV}$  از پتانسیل مدار باز با سرعت روبش در حدود  $0.02\text{ mV.S}^{-1}$  انجام گردید.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- محاسبه حرارت ورودی و درصد رقت

حرارت ورودی با توجه به پارامترهای جوشکاری مورد استفاده و بر اساس رابطه زیر محاسبه شد. مقادیر حرارت جوشکاری در جدول ۴ نشان داده شده است. [۱۸]

$$H = \frac{EIV}{V} \quad (1)$$

در این رابطه

$F$  راندمان انتقال حرارت قوس الکتریکی در فرآیند جوشکاری که برابر  $0.7$  می‌باشد،  $E$  ولتاژ قوس بر حسب ولت،  $I$  شدت جریان قوس بر حسب آمپر،  $V$  سرعت حرکت بر حسب میلی‌متر بر ثانیه،  $H$  میزان حرارت ورودی بر حسب ژول بر هر میلی‌متر،

همچنین میزان رقت عناصر آلیاژی نیکل، کروم و آهن براساس معادله زیر (که به عنوان مثال برای نیکل نوشته شده است) و با توجه به ترکیب شیمیایی الکتروکود و فلز پایه (جداول ۲ و ۳) و نتایج کوانتومتری سطح لایه روکش (جدول ۵) تعیین گردید: [۱۸]

$$D = \frac{Ni_W - Ni_E}{Ni_B - Ni_E} \times 100 \quad (2)$$

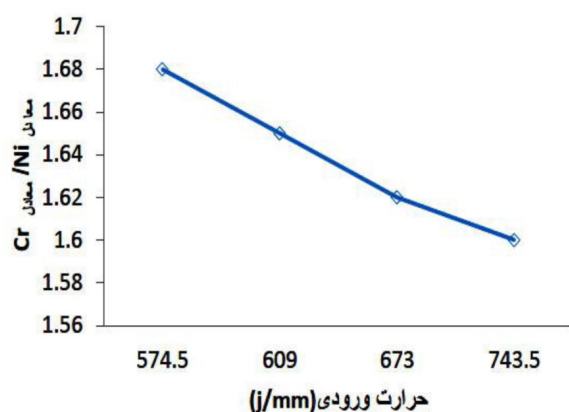
در این رابطه:  $Ni_B$  درصد نیکل فلز پایه (جدول ۲)،  $Ni_W$  درصد نیکل در لایه رویین L316 و  $Ni_E$  درصد نیکل در الکتروکود (جدول ۳)

جدول ۵ - نتایج حاصل از آزمایش کوانتومتری از سطح لایه روکش ER309L در حرارت ورودی‌های متفاوت

| درصد وزنی عناصر |      | حرارت ورودی<br>(j/mm) |       |       |       |       |       |       |
|-----------------|------|-----------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Ni              | Mo   | Cr                    | S     | P     | Mn    | C     | Fe    |       |
| ۱۰/۵            | ۲/۱۵ | ۱۷/۱                  | ۰/۰۰۷ | ۰/۰۲۲ | ۰/۹۶۹ | ۰/۰۲۷ | ۶۹    | ۵۷۴/۵ |
| ۱۰/۳۳           | ۲/۱۴ | ۱۶/۴                  | ۰/۰۰۸ | ۰/۰۲۸ | ۰/۸۸  | ۰/۰۳۱ | ۷۰    | ۶۰۹   |
| ۱۰              | ۲/۱۲ | ۱۶                    | ۰/۰۰۸ | ۰/۰۲۹ | ۰/۸۸  | ۰/۰۳۴ | ۷۰/۹  | ۶۷۳   |
| ۹/۸۵            | ۲/۱۲ | ۸/۱۵                  | ۰/۰۰۸ | ۰/۰۳۲ | ۰/۸۰۲ | ۰/۰۳۶ | ۷۱/۲۵ | ۷۴۳/۵ |

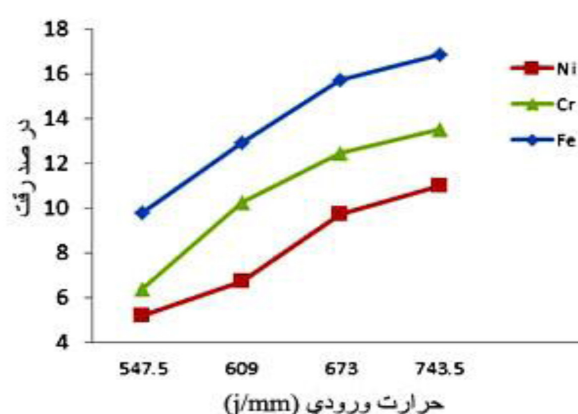
چنانچه میزان فریت بیشتر باشد شبکه پیوسته‌ای از فریت در مرز دانه‌ها بوجود می‌آید که خطر تشکیل فاز سیگما در مرز دانه‌ها و متعاقب آن مقاومت به خوردگی را کاهش می‌دهد. البته اگر عدد فریت کمتر از محدوده ذکر شده باشد تغییر در نحوه انجماد و احتمال تشکیل ترک‌های انجمادی وجود دارد. زیرا فریت دارای حلالیت بالاتر ناخالصی‌هایی نظیر گوگرد و فسفر می‌باشد که جدایش این عناصر به مناطق بین دندریتی در هنگام انجماد را محدود می‌سازد. از طرفی ترک‌های انجمادی ترجیحاً در راستای مرز دانه‌های تشکیل می‌شوند. هنگامی که فریت و آستنیت هر دو در انتهای انجماد وجود داشته باشند خمیدگی ذاتی مرز، مانع پیشرفت ترک خواهد شد. زیرا ترک باید یک فصل مشترک پیچ و خم دار آستنیت - فریت را طی کند [۲۱-۱۹].

نتایج فوق در محدوده مجاز ۳ تا ۱۲ درصد می‌باشد و این



شکل ۲ - تغییرات کروم معادل به نیکل معادل بر حسب حرارت ورودی.

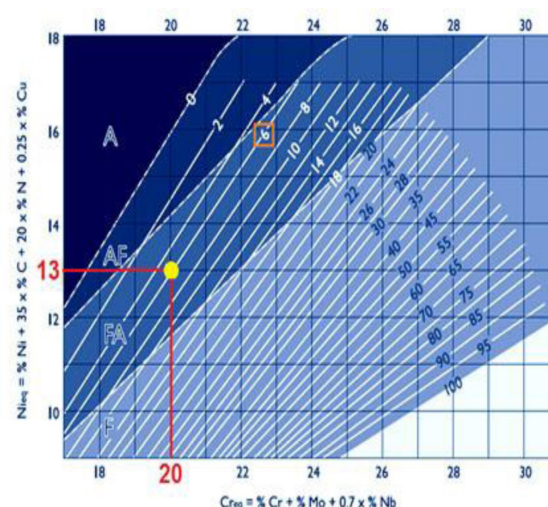
در شکل ۲ نمودار کروم به نیکل معادل بر حسب حرارت ورودی نشان داده شده است. با بدست آوردن مقادیر کروم و نیکل معادل و تطابق این مقادیر با نمودار WRC (شکل ۳) درصد فریت در حرارت ورودی‌های گفته شده اندازه‌گیری شد. همچنین مقدار درصد فریت با استفاده از دستگاه فریت‌سنج نیز مورد ارزیابی قرار گرفت. این مقادیر در جدول ۶ با یکدیگر مقایسه شده است. با توجه به این جدول مشخص می‌شود که، درصد فریت با افزایش حرارت ورودی کاهش می‌یابد. نتایج بدست آمده از نمودار WRC و دستگاه فریت‌سنج در تطابق خوبی با یکدیگر می‌باشند. معمولاً عدد فریت بیشتر از ۳ درصد، جوشی را ایجاد خواهد کرد که در معرض تشکیل ترک‌های گرم قرار نخواهد گرفت. به طور کلی محدوده ۳ تا ۱۲ درصد فریت، مناسب‌ترین محدوده درصد فریت در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی می‌باشد.



شکل ۱ - تأثیر حرارت ورودی بر روی درصد رقت عناصر آلیاژی.

جدول ۶ - مقادیر فریت بدست آمده براساس نمودار WRC و دستگاه فریت‌سنج در حرارت ورودی‌های متفاوت

| عدد فریت<br>(دستگاه فریت سنج) | عدد فریت<br>(نمودار WRC) | حرارت ورودی<br>(j/mm) |
|-------------------------------|--------------------------|-----------------------|
| ۶/۲                           | ۸                        | ۵۷۴/۵                 |
| ۵/۸                           | ۷                        | ۶۰۹                   |
| ۵/۵                           | ۶                        | ۶۷۳                   |
| ۵/۲                           | ۴                        | ۷۴۳/۵                 |



شکل ۳ - نمودار ساختاری WRC.

افزایش داده زیرا احتمال قرارگیری نمونه در محدوده درجه حرارت حساس شدن افزایش می یابد و باعث افزایش حساسیت به خوردگی سطح روکش می شود. بنابراین می توان گفت با کاهش درصد کربن در سطح لایه روکش، امکان ترکیب کربن با کروم و تشکیل کاربید کروم کمتر بوده و در نتیجه نمونه های روکش کاری شده با حرارت ورودی کمتر مقاومت بهتری در برابر خوردگی از خود نشان می دهند.

#### ۴-۳- بررسی های ریز ساختاری

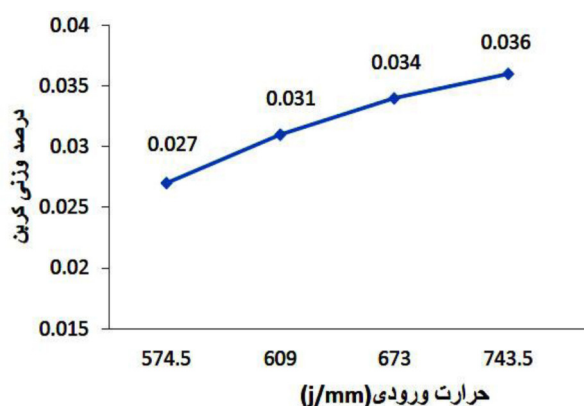
در حین انجماد فلز جوش، دانه ها به رشد در جهت عمود بر مرز حوضچه مذاب تمایل دارند. علت این امر، وجود بیشترین گرادیان دمایی در این جهت و در نتیجه بیشترین میزان خروج حرارت در این جهت است. اما دندریتهای ستونی یا سلولهای درون هر دانه تمایل به رشد در جهت آسان را دارند. برای مواد با ساختمان FCC جهت  $\langle 100 \rangle$  جهت رشد آسان محسوب می شود. بنابراین در حین انجماد، دانه هایی که جهت رشد آسان آنها عمود بر مرز حوضچه جوش است، به سهولت بیشتری رشد می کنند و دانه هایی که جهت گیری مناسبی ندارند از این رقابت خارج می شوند. بنابراین مکانیزم رشد رقابتی، ساختار دانه ها را تعیین می کند [۲۱]. مکانیزم رشد رقابتی در تمامی جوش ها قابل رؤیت می باشد. شکل ۵ این مکانیزم را در نمونه های جوشکاری شده در حداقل حرارت ورودی  $574/5 \text{ j/mm}$  نشان می دهد.

تغییرات ریز ساختاری از فلز پایه به سمت لایه روکش در شکل ۶ نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می شود با حرکت از فلز پایه به سمت مرز جوش به علت قرار گرفتن در درجه حرارت های بالا ساختار فلز پایه تغییر می کند. این ساختار، مخلوطی از دانه های اصلی فلز پایه و دانه های ریز می باشد. با نزدیک شدن به مرز ذوب (منطقه HAZ) به دلیل گرم شدن کوتاه مدت و سرد شدن سریع، دارای ساختار فریتی و پرلیتی دانه ریز می باشد. در منطقه ای کوچک در فاصله بسیار نزدیک به مرز جوش (حداقل HAZ و 309L) منطقه جزئی ذوب شده وجود دارد. سپس ساختار لایه میانی 309L مشاهده می شود که شامل زمینه روشن آستنیت و تیره فریت  $\delta$  می باشد. در مرز بین 309L و 316L رشد هم یافته مشاهده می شود. و در آخر، لایه رویین روکش 316L مشاهده می شود. ریز ساختار با رسیدن به سطح، ریزدانه تر می شود زیرا در مجاورت با هوا سرعت سرمایش افزایش یافته و کاهش اندازه دانه در سطح روکش را شاهد هستیم. همان طور که در شکل ۷ ملاحظه می شود با افزایش حرارت ورودی به علت افزایش زمان سکنی و کاهش سرعت سرمایش فواصل بین بازوهای دندریتهای افزایش یافته و ساختار فلز جوش شامل دندریتهای خشن تری خواهد بود.

نشان دهنده انجماد با فریت اولیه می باشد. ولی نمونه ها با حرارت ورودی حداقل با داشتن مقدار فریت بیشتر به مراتب مناسب تر از نمونه ها با حرارت ورودی حداکثر می باشد و در مقابل ترکهای انجمادی مقاومت بیشتری از خود نشان خواهد داد. یکی از دلیل افزایش درصد فریت در نمونه ها با حرارت ورودی حداقل کاهش درصد کربن در لایه های بیرونی آنها می باشد که باعث کاهش درصد نیکل و کروم معادل براساس روابط موجود در شکل ۴ می شود که به نوبه خود باعث قرارگیری نمونه ها در محدوده مجاز فریت می شود. بنابراین انتظار می رود که نمونه های روکش کاری شده با حداقل حرارت ورودی دارای مقاومت به خوردگی بیشتری نسبت به سایر نمونه ها باشند. که این مطلب با توجه به نتایج به دست آمده از آزمایش خوردگی نیز تایید می رود.

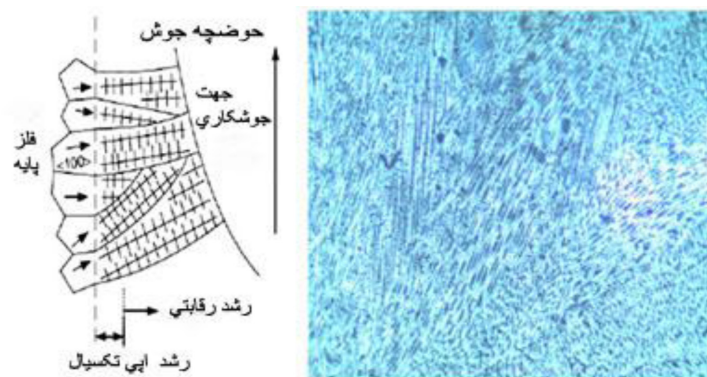
#### ۳-۳- تاثیر درصد کربن لایه رویی روکش بر روی مقاومت به خوردگی

درصد کربن در فولادهای زنگ نزن از اهمیت بالایی برخوردار می باشد، زیرا با افزایش درصد کربن، تمایل این فولادها به تشکیل کاربید کروم در محدوده دمایی حساس شدن ( $550^\circ\text{C}$  تا  $850^\circ\text{C}$  درجه سانتی گراد) به شدت افزایش می یابد. با توجه به نتایج ارایه شده در جدول ۵ مشخص می گردد که با کاهش حرارت ورودی، درصد کربن در سطح روکش کاهش می یابد بطوریکه در حرارت ورودی حداقل ( $574/5 \text{ j/mm}$ ) کمترین درصد کربن را نسبت به سایر نمونه ها در لایه روکش خواهیم داشت (شکل ۴).

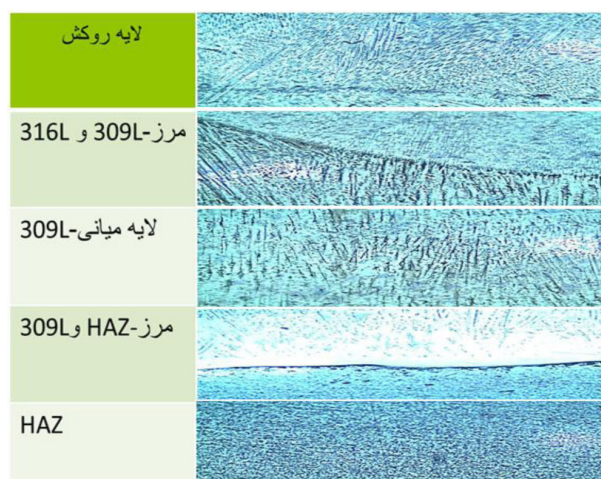


شکل ۴ - نمودار تغییرات کربن بر حسب حرارت ورودی.

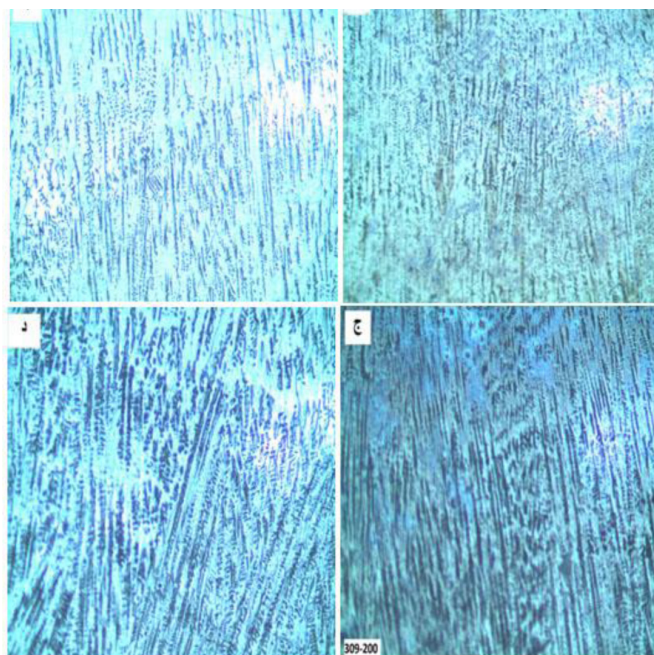
بطوریکه در این نمونه ها در صد کربن حتی از مرز  $0.03\%$  درصد هم کمتر می شود و در محدوده مناسبی قرار می گیرد از طرف دیگر افزایش حرارت ورودی، احتمال تشکیل کاربیدهای کروم را



شکل ۵ - تغییرات رشد رقابتي در لایه روکش L316 در حرارت ورودی ۵۷۴/۵ j/mm.



شکل ۶ - تغییر ریز ساختار از زیر لایه تا سطح روکش در نمونه با حرارت ورودی ۵۷۴/۵ j/mm.



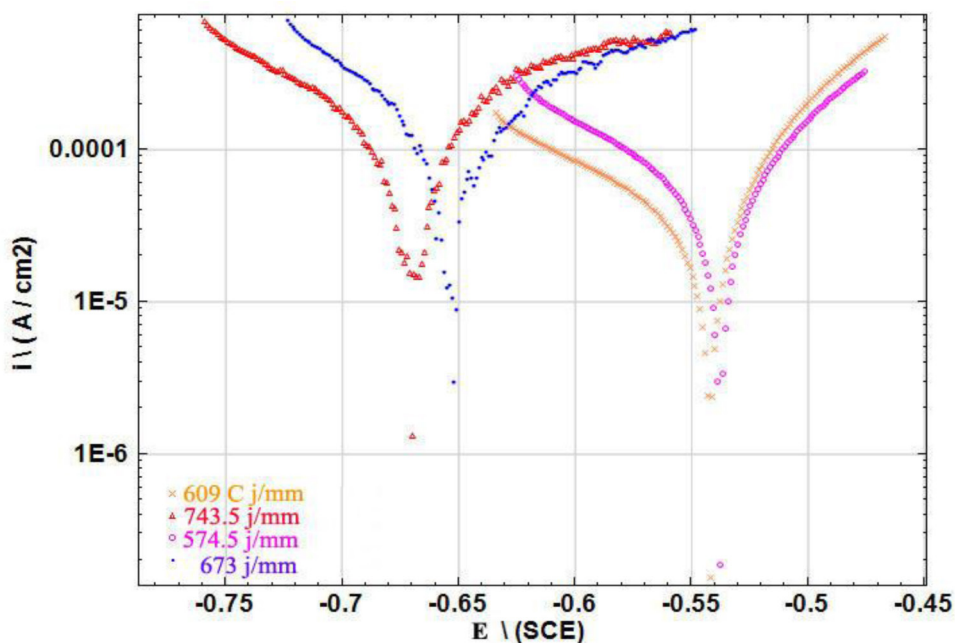
شکل ۷ - تاثیر حرارت ورودی بر روی ریز ساختار روکش (بزرگنمایی ۲۰۰ برابر) (الف) حرارت ورودی ۵۷۴/۵ j/mm (ب) حرارت ورودی ۶۰۹ j/mm (ج) حرارت ورودی ۶۷۳ j/mm (د) حرارت ورودی ۷۴۳/۵ j/mm

## ۳-۵- بررسی و تحلیل نتایج خوردگی

در شکل ۸ منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و در جدول ۷ پارامترهای بدست آمده مربوط به سطح لایه روکش در چهار حرارت ورودی مورد استفاده در این تحقیق با یکدیگر مقایسه شده است. با توجه به نتایج به دست آمده مشاهده می شود که با کاهش حرارت ورودی افزایش پتانسیل مدار باز را به سمت پتانسیل های نجیب تر خواهیم داشت و بیشترین مقاومت به خوردگی در نمونه هایی می باشد که فرآیند روکش کاری در آنها با حداقل حرارت ورودی انجام گرفته است. همان طوری که قبلا گفته شد علت این پدیده را می توان درشت تر شدن و افزایش غیریکنواختی در ساختار فلز در حرارت ورودی های بالاتر در مقایسه با حرارت

ورودی های پایین تر دانست.

یکی از انواع خوردگی ها که باید در فرآیندهای روکش کاری مورد توجه قرار بگیرد بررسی خوردگی در سطح تماس مشترک نمونه و لایه روکش می باشد. به عبارت دیگر می توان گفت که منشاء اکثر خوردگی ها به علت داشت مقاومت به خوردگی کم در سطح مشترک قطعه و روکش می باشد به همین جهت مقاومت به خوردگی نمونه ها در فصل مشترک لایه روکش و قطعه مورد ارزیابی قرار گرفت. در شکل ۹ منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و در جدول ۸ پارامترهای بدست آمده مربوط به فصل مشترک لایه روکش در چهار حرارت ورودی مورد استفاده در این تحقیق با یکدیگر مقایسه شده اند با توجه به نتایج



شکل ۸ - منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک چهار حرارت ورودی در سطح لایه روکش.

جدول ۷ - پارامترهای به دست آمده از منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک لایه روکش

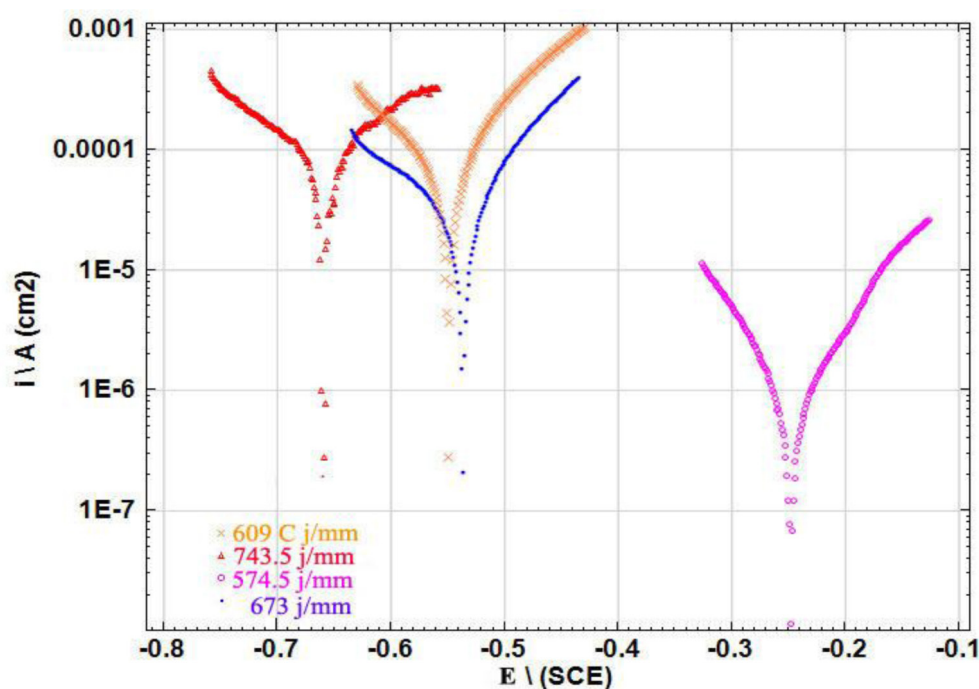
| سرعت خوردگی<br>(mm/year) | دانشیه جریان خوردگی<br>( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ) | مقاومت پلاریزاسیون<br>( $\Omega$ ) | پتانسیل مدار باز<br>(V) | حرارت ورودی<br>(j/mm) |
|--------------------------|------------------------------------------------------|------------------------------------|-------------------------|-----------------------|
| ۰/۳۲۱                    | ۲۷/۶۳                                                | ۴۵۷                                | -۰/۵۳                   | ۵۷۴/۵                 |
| ۰/۴۵۷                    | ۴۵/۳۷                                                | ۴۰۹                                | -۰/۵۴                   | ۶۰۹                   |
| ۰/۷۰۵                    | ۶۰/۶۹                                                | ۳۳۹                                | -۰/۶۵                   | ۶۷۳                   |
| ۰/۸۹۸                    | ۷۷/۳۵                                                | ۳۰۴                                | -۰/۶۸                   | ۷۴۳/۵                 |

پلاریزاسیون این تفاوت دیده می شود بطوریکه در حرارت ورودی حداقل، دانسیته جریان خوردگی دارای پایین ترین مقدار نسبت به سایر حرارت ورودی ها می باشد و همچنین مقاومت پلاریزاسیون در نمونه ها با حرارت ورودی حداقل، بالاتر از مقاومت پلاریزاسیون، در دیگر حرارت ورودی ها می باشد، بنابراین می توان نتیجه گرفت که مقاومت به خوردگی نمونه ها، در فصل مشترک لایه روکش و فلز پایه در زمانی که از حداقل حرارت ورودی استفاده می شود نسبت به سایر نمونه ها بیشتر خواهد بود. نتایج به دست آمده از آزمایشهای پلاریزاسیون با مراجعه به بررسی های ریز ساختاری انجام شده شکل ۶ و ۷ تایید می گردد.

به دست آمده از شکل ۹ و جدول ۸ مشاهده می شود که تفاوت بسیار محسوسی در پتانسیل مدار باز نمونه هایی که در حرارت ورودی حداقل (۵/۵۷۴)، جوشکاری شده اند وجود دارد. علت این تفاوت را می توان یکنواختی بیشتر در ساختار به دست آمده و همچنین کم تر بودن عیوب ایجاد شده در حرارت ورودی کم تر دانست. به عبارت دیگر با کم تر شدن عیوب در ناحیه جوش نواحی آندی در ناحیه جوش کاهش می یابد و در نتیجه افزایش پتانسیل مدار باز این نواحی را نسبت به نمونه های جوشکاری شده در حرارت ورودی های بالاتر خواهیم داشت. همچنین بین سایر پارامترهای خوردگی مانند: دانسیته جریان خوردگی و مقاومت

جدول ۸ - پارامترهای به دست آمده از منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در فصل مشترک دو لایه روکش

| سرعت خوردگی<br>(mm/year) | دانسیته جریان خوردگی<br>( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ) | مقاومت پلاریزاسیون<br>( $\Omega$ ) | پتانسیل مدار باز<br>(V) | حرارت ورودی<br>(j/mm) |
|--------------------------|-------------------------------------------------------|------------------------------------|-------------------------|-----------------------|
| ۱/۸۷                     | ۱۶۱/۰۵                                                | ۲۶۱/۹۴                             | -۰/۲۴                   | ۵۷۴/۵                 |
| ۲/۵۲                     | ۲۱۷/۶۳                                                | ۲۵۸/۳                              | -۰/۵۵                   | ۶۰۹                   |
| ۲/۸۹                     | ۲۴۸/۷۶                                                | ۲۵۳/۲۵                             | -۰/۵۸                   | ۶۷۳                   |
| ۹/۱۵                     | ۷۸۷/۹۱                                                | ۲۳۷                                | -۰/۶۳                   | ۷۴۳/۵                 |



شکل ۹ - منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک چهار حرارت ورودی در فصل مشترک دو لایه روکش.

حداقل کاهش درصد کربن در لایه‌های بیرونی می‌باشد به طوری که میزان کربن در حرارت ورودی حداقل (۵/۵۷۴ ژول بر میلی‌متر) برابر با ۰/۰۲۷ درصد می‌باشد، که در نتیجه با توجه به نمودار ارائه شده در شکل ۴ کاهش در صد کربن باعث کاهش درصد نیکل و کروم معادل و در نتیجه باعث افزایش فریت و قرار گیری آن در دامنه در صد مناسب فریت، می‌باشد. بنابراین با کاهش حرارت ورودی و قرارگیری نمونه‌ها در این محدوده از فریت، مقاومت به خوردگی افزایش می‌یابد.

از طرف دیگر با کاهش میزان کربن از حرارت ورودی حداکثر به سمت حرارت ورودی حداقل، احتمال کاهش ترکیب کروم با کربن کاهش می‌یابد. کروم تمایل زیادی نسبت به واکنش با کربن از خود نشان می‌دهد، با تشکیل کاربیدهای غنی از کروم در مرزخانه‌ها، مناطق مجاور مرزخانه‌ها از کروم تخلیه گشته و مقدار کروم در آنها کمتر از حدی می‌شود که قادر به ایجاد حالت غیرفعال محافظ در سطح فلز باشند بنابراین احتمال افزایش انواع خوردگی‌های موضوعی افزایش می‌یابد. از آنجایی که درصد کربن در نمونه‌های جوشکاری شده با حرارت ورودی حداقل کمتر از سایر حرارت ورودی‌ها می‌باشد، در نتیجه احتمال ترکیب کربن با کروم و تشکیل کاربید در نمونه‌ها با حرارت ورودی حداقل کمتر خواهد بود و امکان تشکیل لایه غیرفعال محافظ در این نمونه‌ها بیشتر بوده و حفاظت بهتری در برابر خوردگی از خود نشان خواهد می‌دهند این مطالب با توجه به نتایج به دست آمده از آزمایش پتانسیودینامیک لایه روکش (شکل ۸) نیز تایید می‌گردد.

با افزایش دمای ورودی احتمال قرارگیری نمونه‌ها در دمای حساس شدن افزایش می‌یابد در حالت کلی با توجه به مساله حساس شدن فولادهای زنگ‌نزن، نمونه‌ای که سریع‌تر سرد شود، رفتار خوردگی بهتری خواهد داشت. هر چه حرارت ورودی بیشتر باشد، احتمال رشد بیشتر دندریتها افزایش می‌یابد و بدین ترتیب فواصل بین بازوهای دندریتی بیشتر خواهد بود، به طور کلی با کاهش حرارت ورودی مقاومت در برابر خوردگی افزایش می‌یابد زیرا با افزایش حرارت ورودی احتمال قرارگیری نمونه‌ها در محدوده درجه حرارت حساس شدن را افزایش می‌یابد، که این عامل احتمال تشکیل کاربیدهای کروم را افزایش داده و باعث افزایش حساسیت به خوردگی سطح روکش می‌شود. [۲۶-۲۲].

با توجه به شکل ۲ مشاهده می‌شود که با افزایش حرارت ورودی درصد رقت برای عناصر نیکل، کروم و آهن افزایش می‌یابد. با افزایش درصد رقت در روکش میزان خلوص لایه روئین کاهش می‌یابد. بنابر این با کاهش عناصر آلیاژی تاثیرگذار بر روی مقاومت به خوردگی (نظیر کروم و نیکل) در لایه روئین روکش، مقاومت به خوردگی روکش کاهش خواهد یافت. همچنین نمونه‌هایی که با حرارت ورودی حداقل روکش کاری شده‌اند دارای عدد فریت بالاتری نسبت به دیگر حرارت ورودی‌ها می‌باشند که دلیلی بر قرار گرفتن در محدوده میزان فریت مناسب برای داشتن مقاومت به خوردگی بالاتر می‌باشد. یکی از دلایل افزایش درصد فریت در نمونه با حرارت ورودی

#### ۴- نتیجه گیری

در این پژوهش فرآیند روکش دهی فولاد زنگ‌نزن L316 (لایه نهایی) و L309 (لایه میانی) بر روی ورق SA516-Gr70 با حرارت‌های ورودی متفاوت مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر بدست آمد:

- با کاهش حرارت ورودی در لایه روکش میزان رقت عناصر آلیاژی تاثیر گذار در خوردگی، کاهش یافته و بنابراین در سطح لایه روکش میزان کروم و نیکل بیشتری نسبت به سایر نمونه‌ها خواهیم داشت که باعث افزایش مقاومت در برابر خوردگی در نمونه‌ها روکش کاری شده با حرارت ورودی کمتر خواهد شد.
- مقدار فریت اندازه گیری شده با دستگاه فریت‌سنج و همچنین با نمودار ساختاری WRC نشان داد که در حرارت ورودی حداقل عدد فریت دارای مقدار بالاتری نسبت به دیگر حرارت ورودی‌ها می‌باشد که دلیلی بر داشتن مقاومت به خوردگی بیشتر، از نظر قرار گرفتن در محدوده میزان فریت مناسب از دیدگاه خوردگی می‌باشد.
- کاهش حرارت ورودی در فرآیند روکش کاری موجب کاهش میزان کربن به زیر ۰/۳۰ درصد در لایه روکش خواهد شد و بنابراین احتمال تشکیل کاربید کروم در مرزخانه‌ها کاهش خواهد یافت به همین جهت افزایش مقاومت در برابر خوردگی را در نمونه‌های روکش کاری شده با حرارت ورودی کمتر خواهیم داشت.

## مراجع

- [1] R. E. Smallman, A. H. W. Ngan, Oxidation, Corrosion and Surface Engineering, Modern Physical Metallurgy, Elsevier, 8<sup>th</sup> Edition, 2014
- [2] K. Y. Chiu, Cheng F. T, H. C. Man, Laser cladding of austenitic stainless steel using NiTi strips for resisting cavitation erosion, Materials Science and Engineering. Vol. 402, 2005, Pp.126-134
- [3] Y C. Lin, S. W. Wang, Wear behavior of ceramic powder cladding on an S50C steel surface, National Taiwan University of Science and Technology. Vol. 36, 2003, Pp. 1-9
- [4] M. Persson, Fully automatic welding of thick-walled pressure vessels by the narrow gap subarc process, Material & Design. Vol. 6, 1985, Pp. 244-247
- [5] B. Senthilkumar, T. Kannan, Effect of flux cored arc welding process parameters on bead geometry in super duplex stainless steel claddings, Measurement. Vol 62, 2015, Pp 127-136.
- [6] V. S. Raja, S. K. Varshney, R. Raman, S. D. Kulkarni, Influence of nitrogen on the pitting corrosion behavior of 904L weld clad, Corrosion Science. Vol. 40, 1998, Pp.1609-1625.
- [7] H. Lo, W.Ta. Tsai, Effect of heat treatment on the precipitation and pitting corrosion behavior of 347 SS weld overlay, Materials Science and Engineering. Vol. 355, 2003, Pp. 137-143.
- [8] Y. Liang, S. Hu, J. Shen, H. Zhang, P. Wang, Geometrical and microstructural characteristics of the TIG-CMT hybrid welding in 6061 aluminum alloy cladding, Journal of Materials Processing Technology. Vol. 239, 2017, Pp. 18-30.
- [9] B. Senthilkumar, T. Kannan, Sensitivity Analysis of Flux Cored arc Welding Process Variables in Super Duplex Stainless Steel Claddings, Procedia Engineering. Vol. 64, 2013, Pp. 1030-1039,
- [10] S. S. Sandhu, A.S. Shahi, Metallurgical, wear and fatigue performance of Inconel 625 weld claddings, Journal of Materials Processing Technology. Vol. 233, 2016, Pp. 1-8.
- [11] Z. Dhib, N. Guermazi, M. G., N. Haddar, Cladding of low-carbon steel to austenitic stainless steel by hot-roll bonding: Microstructure and mechanical properties before and after welding, Materials Science and Engineering A. Vol. 656, 2016, Pp. 130-141
- [12] D. Deng, K.Ogawa, S.Kiyoshima, N. Yanagida, K. Saito, Prediction of residual stresses in a dissimilar metal welded pipe with considering cladding, buttering and post weld heat treatment, Computational Materials Science. Vol. 47, 2009, Pp.398-408
- [13] X.G. Kutsuna, Z.Y. amada, Comparison between diode laser and TIG cladding of Co- based alloys on the SUS403 stainless steel, Surface & Coating Technology. Vol. 201, 2006, Pp. 3-14
- [14] MH. Korkut, K.MS. Go, Abrasive Wear Characteristics of Coating Area of Low Carbon Steel Surface Alloyed Through Tungsten Inert Gas Welding Process, Surface and Engineering. Vol. 25, 2009, Pp. 517-525
- [15] S. kumar, A.S. Shahi, Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welding AISI 304 stainless steel joint, Materials and Design. Vol. 32, 2011, Pp. 3617-3623.

- [16] S. Kou, Welding Metallurgy, John Wiley & Sons Inc. Hoboken, New Jersey, 2003.
- [17] J. C. Lippold, W. E. Savage, "Solidification of austenitic stainless steel weldments, Proposed mechanism", Welding Journal. Vol. 58, 1979, Pp. 362-374
- [18] A. S. Shahi, S. Pandi, Modelling of the effects of welding conditions on dilution of stainless steel claddings produced by gas metal arc welding procedures, Journal of Materials Processing Technology. Vol. 96, 2008, Pp. 339-344
- [19] N. Suutala, T. Takalo, T. Moisio, Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds, Metallurgical Transactions. Vol. 5, 1980, Pp. 717-725
- [20] H. Fredriksson, Solidification sequence in an 18-8 stainless steel investigated by directional solidification, Metallurgical Transactions. Vol. 3, 1972, Pp. 2989-2997
- [21] J. Lippold & J. Kotecki, welding metallurgy and weldability of stainless steels, John Wiley & Sons Inc, Hoboken, New Jersey, 2005.
- [22] C. Carl & D. Lundin, Austenite-preferential corrosion attack in 316 austenitic stainless steel weld metals, Materials and Design. Vol. 28, 2007, Pp 324-328
- [23] G.O. Ilevbare & G.T. Burstein, The inhibition of pitting corrosion of stainless steels by chromate and molybdate ions, Corrosion Science. Vol. 45, 2003, Pp. 1545-1569
- [24] G.L. Leone & H.W. Kerr, The ferrite to austenite transformation in stainless steel, Welding Journal. Vol. 61, 1982, Pp 13-21
- [25] S. A. David, Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds, Welding Journal. Vol. 60, 1981, Pp. 63-71
- [26] S. Katayama, T. Fujimoto, & A. Matsunawa, Correlation among solidification process, Microstructure, micro segregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld, Metallurgical Transactions. Vol. 14, 1985, Pp. 123-128

